第29卷 第10期
2015 年 10 月
材 料 研 究 学 报
CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH
Vol. 29 No. 10
October 2015

Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.22Zr-0.047Sr 铝合金挤压材的性能*

张香丽 许晓静 凌智勇 蒋 伟

(江苏大学 先进制造与现代装备技术工程研究院 镇江 212013)

摘 要 研究了Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.22Zr-0.047Sr铝合金挤压材在固溶-T652和预回复-固溶-T652时的组织和性能。结果表明: 该合金在121℃×24 h时效制度下, 预回复退火处理可有效细化晶粒(从9.76 μm减小到5.56 μm), 降低晶界平均角度(从23.59°降低至17.41°), 显著提高低角度晶界百分比(从53%提高到67%), 提高位错强化, 并显著抑制再结晶的发生; 与固溶-T652相比, 预回复-固溶-T652工艺在不降低强度的情况下可提高其晶间和剥落腐蚀性能(最大晶间腐蚀深度从125.0 μm减少到91.4 μm, 剥落腐蚀从EB级提高到EA级); 在预回复-固溶-T652状态下合金的抗拉强度达到728 MPa, 预回复退火处理能提高合金的强度。位错强化和低角度晶界强化是合金的主要强化机制。

关键词 金属材料, 超高强铝合金, 预回复, 组织, 性能

分类号 TG156 文章编号 1005-3093(2015)10-0729-08

Microstructure and Mechanical Properties of an Extruded Al-Alloy Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.22Zr-0.047Sr

ZHANG Xiangli** XU Xiaojing LING Zhiyong JIANG Wei

(Institute of Advanced Manufacturing and Modern Equipment Technology Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

*Supported by Research Innovation for Graduate Student of Jiangsu University No. KYXX_0031.

Manuscript received March 6, 2015; in revised form May 22, 2015.

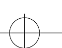
**To whom correspondence should be addressed, Tel: 15751010200, E-mail: 15751010200@163.com

ABSTRACT Effect of solid solution-T652 treatment and pre-recovery-solid solution-T652 treatment on microstructure and mechanical properties of an extruded Al-alloy Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.22Zr-0.047Sr was studied. The results show that after a pre-recovery-annealing treatment and then a post-aging at 121℃ for 24 h the grain size of the extrusion can be refined from 9.76 μm to 5.56 μm; the average grain boundary angle can be reduced from 23.59° to 17.41°, i.e.the percentage of low angle grain boundary is significantly enhanced from 53% to 67%, therewith, the dislocation strengthening is increased, and the recrystallization process may be suppressed. Compared with solid solution-T652, the pre-recovery-annealing treatment can enhance the corrosion resistance of the alloy, i.e. the maximum corrosion depth may be reduced from 125.0 μm to 91.4 μm, thus its exfoliation corrosion rating increased from EB to EA grade, while the alloy maintained a high strength. The strength of the alloy after the pre-recovery-solid solution plus T652 treatment is up to 728 MPa. Dislocation strengthening and low angle grain boundary strengthening are the main strengthening mechanisms.

KEY WORDS metallic materials, high-strength aluminum alloy, pre-recovery-annealing treatment, microstructure, mechanical properties

Al-Zn-Mg-Cu系超高强铝合金具有较高的比强度和比刚度、较好的耐腐蚀性能和抗疲劳性能、优良的加工性能等优点, 成为航空航天和军事工业的主体结构材料之一[1-3]。Al-Zn-Mg-Cu系铝合金是一种可热处理强化型铝合金, 其力学性能与热处理工艺密切相关。Zn、Mg含量越高则元素偏析倾向越大, 而固溶处理可提高固溶体的过饱和度, 减少未溶的粗大结晶相, 增强时效强化效应, 进而提高合金的拉伸性能[4-6]。铝合金在挤压时变形, 在内部储存较多的形变储能。在铝合金挤压材固溶处理过程中, 温度高、时间长, 形变储能为再结晶提供驱动力使合金

* 江苏大学研究生科研创新计划项目KYXX_0031资助。
2015年3月6日收到初稿; 2015年5月22日收到修改稿。
本文联系人: 张香丽



发生再结晶现象, 导致晶粒尺寸变大, 不利于改善其综合性能[5]。在铝合金挤压材固溶处理前增加预回复退火工艺, 则可释放合金内部部分形变储能, 削弱合金的再结晶驱动力, 从而抑制再结晶。本文研究预回复退火对超高强Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.22Zr-0.047Sr铝合金挤压材在固溶-T652工艺时组织与性能的影响。

1 实验方法

实验用铝合金的制备: 以A00工业纯Al(99.79%)、工业纯Zn(99.9%)、工业纯Mg(99.9%)和Al-50%Cu、Al-4%Zr及Al-10%Sr中间合金为原材料, 在800℃的电阻炉中熔炼(加入中间合金元素熔化-精炼除气、扒渣-静置冷却降温使气体逸出), 在720℃左右浇注在铸铁模(铸模上端外径: 235 mm, 内径: 215 mm, 下端外径: 235 mm, 内径: 120 mm, 模高: 50 mm)中, 铸锭的重量约为28 kg。

用EDS(Energy Dispersive Spectrometer)能谱仪分析合金的成分, 结果列于表1。对该合金铸锭进行多级均质化和挤压变形处理, 均质化退火工艺为400℃×6 h+420℃×6 h+440℃×6 h+460℃×12 h, 挤压比为12∶1, 挤压成直径为35 mm的棒料。固溶处理之前进行预回复退火(250℃×24 h+300℃×6 h+350℃×6 h+400℃×6 h), 固溶制度采用强化固溶(450℃×2 h+460℃×2 h+470℃×2 h), 固溶后立即水淬, 然后进行T652处理, 时效制度为121℃×24 h。

按照标准GB/T 228-2002, 用WDW-200G微机高温电子万能试验机进行拉伸性能测试。用Nikon EPIPHOH 300光学显微镜进行显微观察。用D8 ADVANCE型X射线衍射仪测定该合金分析谱中的衍射峰和其半高峰宽, 扫描速率设定为5 °/min, 扫描范围为30°−120°, Cu靶*Kα*射线, 波长(*λ*)为0.15406 nm。用配有Oxford Instrument HKL EBSD设备的Zeiss Supra 55 SEM进行扫描观察。金相试样的腐蚀试剂为Graff Sargent试剂(1 mL HF+16 mL HNO_3+3 g CrO_3+83 mL蒸馏水)。按照GB 7998-2005标准[7]和ASTM G110-1992(2009)标准[8]进行晶间腐蚀试验。按照GB/T 22639-2008标准[9]和ASTM G34-2001标准[10]进行剥落腐蚀(EXCO)试验, 用数码相机对其整体宏观形貌进行观察。用HV-1000型显微硬度测试仪测试硬度, 用7501型涡流导电仪测试电导率。

2 结果和讨论

2.1 显微组织

图1给出了实验合金经固溶-T652和预回复-固溶-T652处理后的显微组织图。从金相照片可见, 预回复退火处理后实验合金的晶粒细化, 分布相对均匀; Graff Sargent试剂优先腐蚀能量较高的亚晶组织, 使其腐化后成暗色, 而再结晶组织成白色。对合金元素面扫描的结果表明, 预回复退火处理后气孔

表1 实验用合金的实测成分

Table 1 Chemical compositions of the experimental alloys (%, mass fraction)

Zn	Mg	Cu	Zr	Sr	Al
10.78	2.78	2.59	0.22	0.047	Bal.

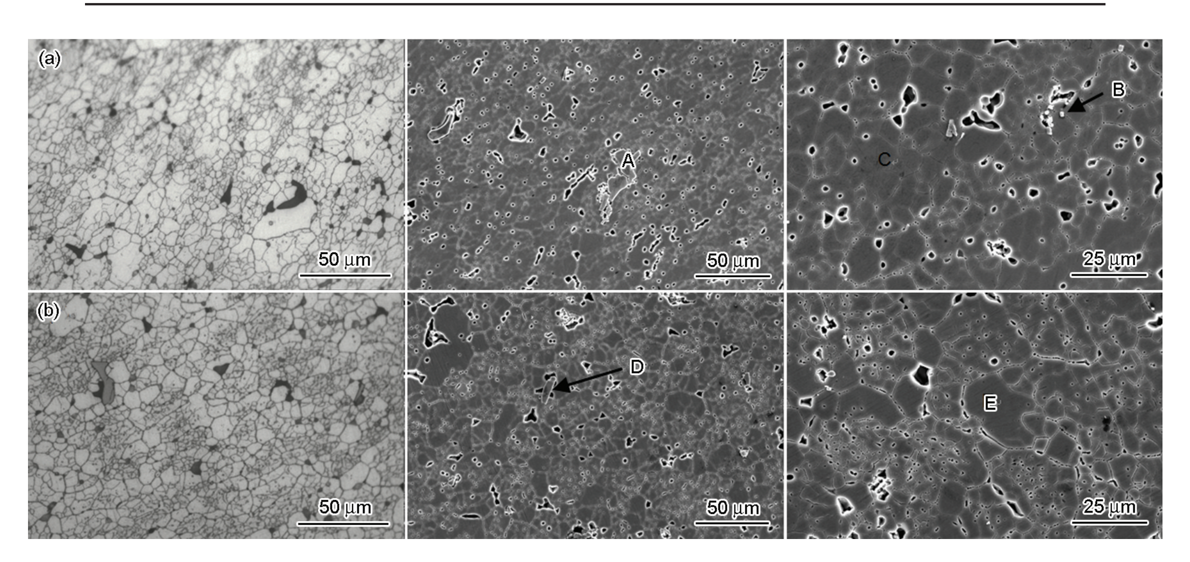


图1 实验合金固溶-T652和预回复-固溶-T652处理后的OM、SEM组织图

Fig.1 Microstructures of the experimental aluminum alloy after treatments (a) solid solution-T652, (b) pre-recovery-annealing-solid solution-T652

和白色颗粒状物质明显减少。对图中的部分区域分别进行了能谱分析, 结果列于表2。能谱分析结果表明, 在实验合金的铸锭组织中有大量的非平衡共晶组织(Al-Zn-Mg-Cu), 而被标记为B处的第二相中主要含有Al、Cu等元素, 该相应该是Al_2Cu相。出现这些粗大第二相粒子的原因, 主要是实验合金的合金化程度较高, 熔铸时的非平衡凝固以及Zn、Mg、Cu元素在基体组织中偏聚形成的。非平衡共晶组织和少量第二相组织的熔点很低, 在均匀化处理时都能消除。而标记为A、D处的第二相主要由Al、Cu和Fe等元素组成, Zn、Mg元素的含量较低, 且Cu与Fe的原子分数之比近似为2∶1。由此可以推断, 该相为Al_7Cu_2Fe夹杂相, 是不溶过剩相。Fe原子在基体中的存在使晶界的迁移频率降低, 从而影响了基体发生再结晶的动力学。

2.2 XRD分析和位错强化

图2分别给出了实验合金经固溶-T652和预回复-固溶-T652处理后的XRD分析谱和半高峰宽图。比较图2a和图2b可以看出, 预回复退火处理对合金T652态的各衍射峰强度比率影响不大, 说明预

表2 实验合金组织的化学成分

Table 2 Chemical composition atom fraction of the experimental alloy (%, atom fraction)

Label	Mg	Al	Cu	Zn	Fe
A	0.13	73.17	16.0	1.69	9.0
B	1.34	81.93	14.44	2.29	0
C	2.39	92.87	1.10	3.65	0
D	0.43	72.95	16.25	2.22	8.15
E	3.29	91.40	1.20	4.11	0

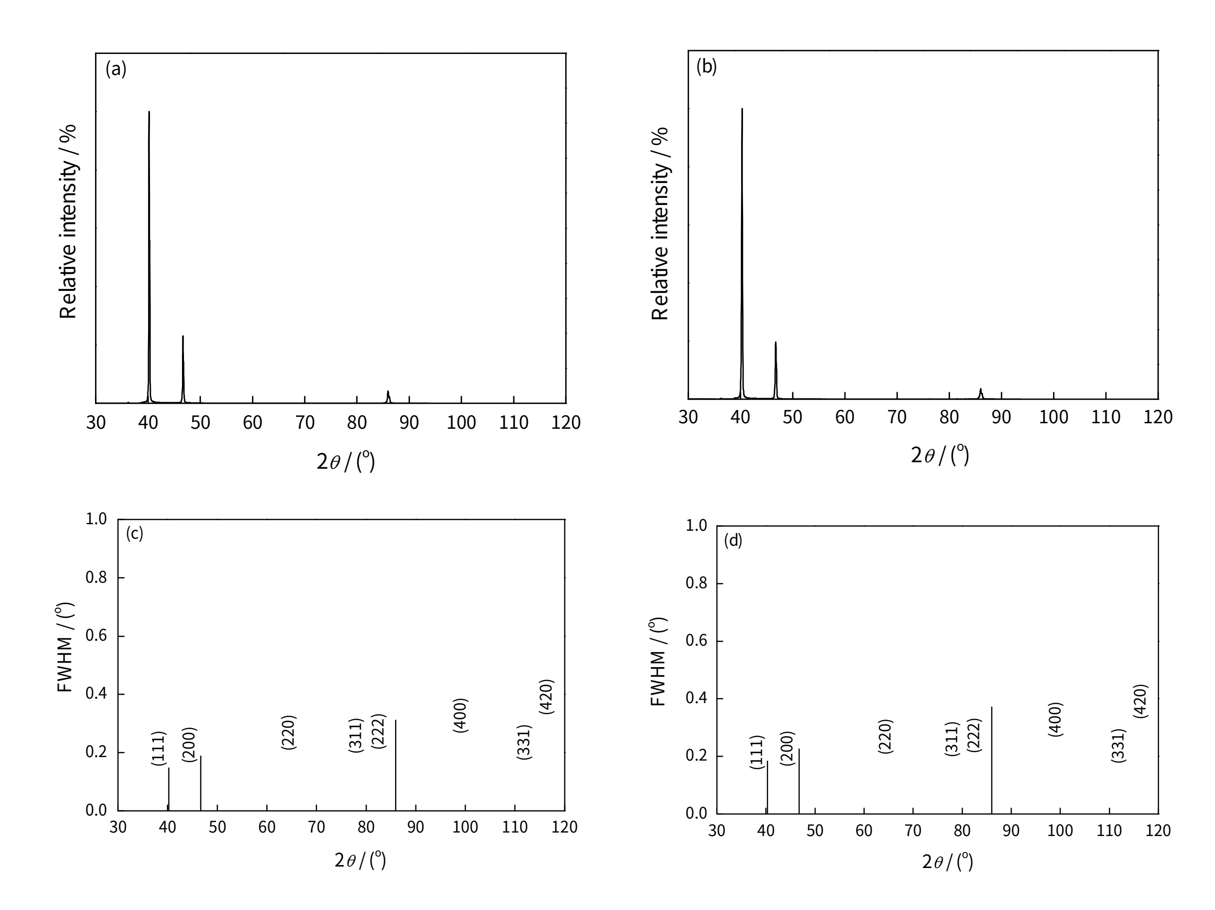
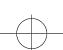


图2 实验合金固溶-T652处理后的分析谱、预回复-固溶-T652处理后的分析谱、固溶-T652处理后的半高峰宽以及预回复-固溶-T652处理后的半高峰宽

Fig.2 XRD spectrum and FWHM after treatments (a) solid solution-T652 XRD spectrum; (b) pre-recovery-annealing-solid solution-T652 XRD spectrum; (c) solid solution-T652 FWHM; (d) pre-recovery-annealing-solid solution-T652 FWHM



回复退火处理对合金的晶体取向影响不大; 比较图2c和图2d可见, 经预回复退火处理后的试样半高峰宽大于未经预回复退火加工试样的半高峰宽, 说明预回复退火加工后合金内部晶格应变和位错密度相对较高。

可用函数说明XRD相干衍射区尺寸(d)、晶格畸变($\langle e\rangle$)与半高峰宽($\delta 2\theta$)、各衍射峰最高峰位置(θ_0)、Cu-$K\alpha$射线波长(λ)之间的关系[11]。图3分别给出了实验合金经固溶-T652和预回复-固溶-T652处理后$(\delta 2\theta)^2/\tan^2\theta_0$ 与 $\delta 2\theta/\tan\theta_0\sin\theta_0$ 之间的关系图。XRD相干衍射区尺寸(d)和晶格应变($\langle e^2\rangle^{1/2}$)的计算结果, 列于表3。可以看出, 预回复退火加工后试样的晶格应变明显比未经预回复退火处理试样的高。

位错密度(ρ)可用函数

$$\frac{(\delta 2\theta)^2}{\tan^2\theta_0}=\frac{\lambda}{d}\left(\frac{\delta 2\theta}{\tan\theta_0\sin\theta_0}\right)+25\langle e^2\rangle \qquad (1)$$

描述[12]。使用公式

$$\rho=\left(2\sqrt{3}\langle e^2\rangle^{1/2}\right)/(d\times b) \qquad (2)$$

计算出实验合金的位错密度, 结果列于表3。式(2)中b为柏氏矢量, 铝合金的b=0.286 nm[13]。位错强化对强度的贡献(σ_ρ)与位错密度(ρ)之间的关系可由Taylor函数

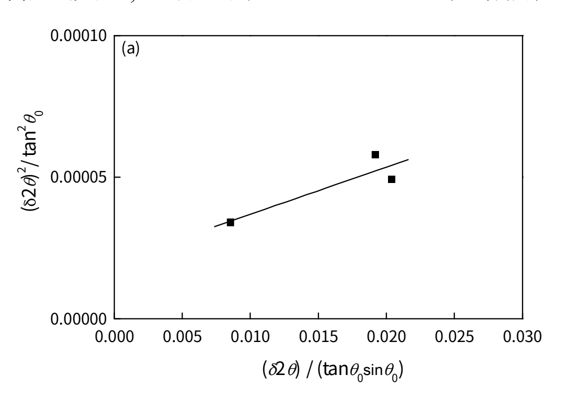
$$\sigma_\rho=M\alpha Gb\rho^{1/2} \qquad (3)$$

描述[14], 其中M、α、G分别为Taylor位向因子(不考虑织构时为3.06)、数值因子(0.24)[15]、剪切模量(26 GPa)。用公式(3)可计算位错强化对强度的贡献值σ_ρ, 结果列于表3。

可以看出, 预回复退火处理后试样的位错密度以及位错对强度的贡献均大于未经预回复退火处理试样。这说明, 预回复退火工艺在一定程度上能够保留合金的原始位错, 抑制合金再结晶; 其位错对强度的贡献值约为72.39 MPa, 比未经预回复退火工艺处理的合金提高了22%。

2.3 EBSD分析结果和晶界晶粒特征分布

图4给出了实验合金在两种不同热处理工艺下的EBSD组织、晶界角度分布和晶粒尺寸分布图。可以看出, 预回复处理提高了合金低角度晶界所占比例, 细化了晶粒。与未经预回复处理的试样相比, 预回复退火处理后试样的晶粒尺寸分布范围明显变窄, 最大晶粒尺寸明显降低。表4列出了平均晶粒尺寸、高及低角度晶界的百分比、高及低角度晶界的角度平均值。可以看出, 预回复处理显著降低了合



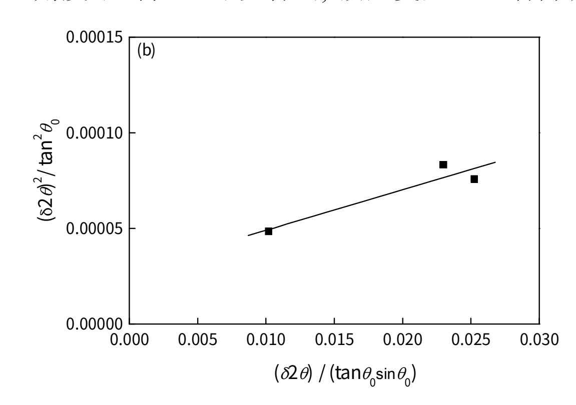


图3 根据XRD数据计算经固溶-T652处理和预回复-固溶-T652处理试样的XRD相干衍射区尺寸和晶格应变

Fig.3 Integral breadth analysis to calculate average crystallite size and lattice strain from XRD data for Al alloys after treatments (a) solid solution-T652; (b) pre-recovery-annealing- solid solution-T652

表3 从XRD数据计算出的一些微观结构与力学性能的特征参数

Table 3 Microstructural and mechanical features calculated from XRD data

Heat treatment	Average grain size of coherent diffraction region d/nm	Lattice strain $\langle e^2\rangle^{1/2}$/%	Dislocation density ρ/$10^{14}\times m^{-2}$	Dislocations strengthening σ_ρ/MPa
Solid-solution+T652	92.81	9.02×10^{-4}	1.18	59.25
Pre-recovery-annealing+ solid-solution+T652	72.67	10.54×10^{-4}	1.76	72.39

金的平均晶粒尺寸和平均晶界角度(分别从9.76 μm降低到5.56 μm和从23.59°降低到17.41°), 提高了低角度晶界的比例(从0.53提高到0.67), 降低了其平均角度(从5.66°降低到3.80°); 相应地, 高角度晶界的比例明显降低, 但是高晶界角度平均值基本上没有变化。

2.4 硬度、电导率以及拉伸性能

表5给出了实验合金未经预回复和经预回复处理后的电导率、硬度、抗拉强度和延伸率值。可以看出, 预回复退火处理提高了合金的电导率(26.21%ICAS vs. 26.98%ICAS)、硬度(220.1 HV vs. 229.1 HV)、抗拉强度(706 MPa vs. 728 MPa), 降低了合金的延伸率

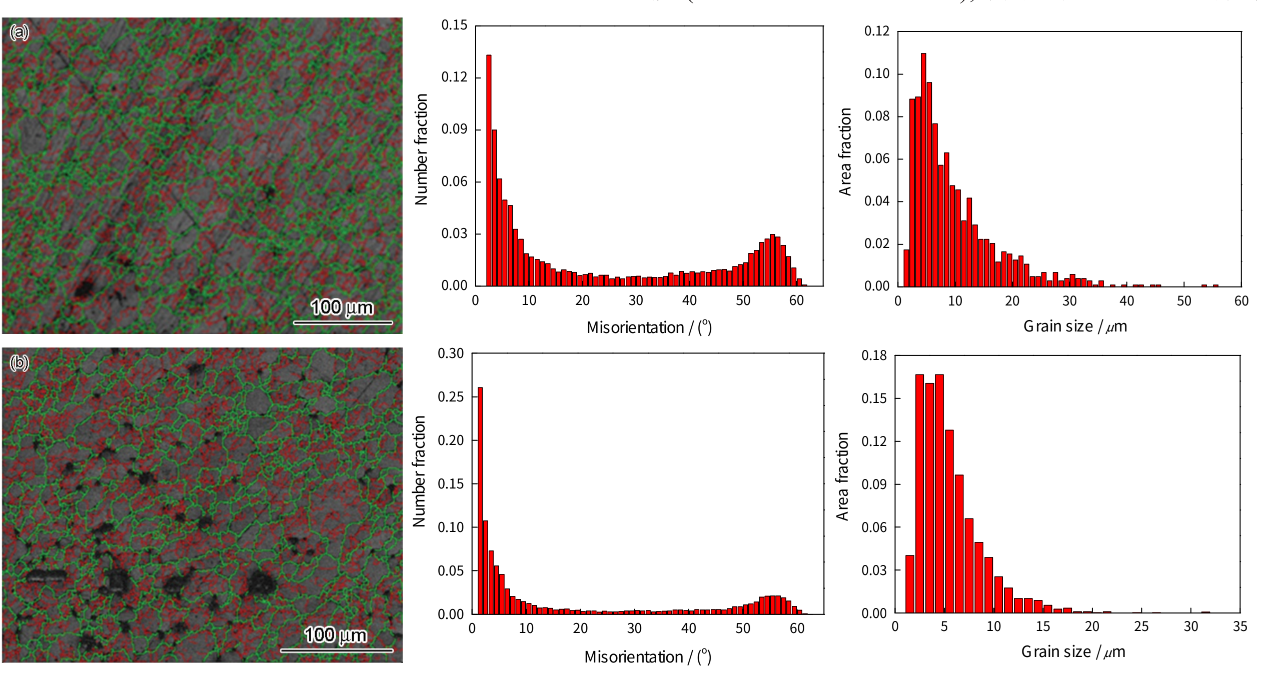


图4　固溶-T652处理和预回复-固溶-T652处理后合金试样的EBSD组织、晶界角度分布和晶粒尺寸分布图

Fig.4 EBSD microstructures, grain boundary angle distributions and grain size distributions of the alloy specimens for Al alloys after treatments (a) solid solution-T652; (b) pre-recovery-annealing-solid solution-T652

表4 从EBSD分析计算得到的平均晶粒尺寸(L)、高及低角度晶界的百分比、高及低角度晶界的角度平均值

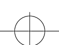
Table 4 Average values of grain size, percentage and average values of high-angle and low-angle grain boundaries from EBSD

Heat treatment	≥1°		1°−15°			≥15°		
	L	θ	L_{LAGB}	$1\text{-}f$	θ_{LAGB}	L_{HAGB}	f_H	θ_{HAGB}
Solid-solution+T652	9.76	23.59	0.22	0.53	5.66	12.98	0.47	43.74
Pre-recovery-annealing+ solid-solution+T652	5.56	17.41	0.35	0.67	3.80	12.89	0.33	44.88

表5 经不同热处理后合金的电导率、硬度、抗拉强度和延伸率

Table 5 Electrical conductivity、hardness、tensile strength and elongation of the aluminum alloy after different treatments

Heat treatment	Electrical conductivity/%IACS	Hardness /HV	Tensile strength /MPa	Elongation/%
Solid-solution +T652	26.21	220.1	706	9.8
Pre-recovery-annealing+solid-solution+T652	26.98	229.1	728	7.0



(9.8% vs. 7.0%)。

2.5 晶间腐蚀和剥落腐蚀性能

图5给出了Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.22Zr-0.047Sr铝合金挤压材在不同热处理下的晶间腐蚀形貌图。由图5可见, 晶间腐蚀现象比较明显。测量结果表明, 预回复退火处理后合金的最大腐蚀深度为91.4 μm, 比未经预回复退火处理的合金下降了33.6 μm; 这表明, 预回复退火工艺明显改善了合金的抗晶间腐蚀性能。

图6给出了经过不同热处理后Al-10.78Zn-2.78Mg-2.59Cu-0.22Zr-0.047Sr铝合金挤压材的剥落腐蚀形貌图。从图6可以看出, 未经预回复退火处理的合金试样表面有较多的点蚀坑, 使合金表面剥落腐蚀较严重, 腐蚀等级为EB级; 而经预回复退火工艺处理后, 合金的部分区域没有发生剥落腐蚀, 大部分表面发生轻微起层现象, 其剥落腐蚀等级为EA级。与未经预回复退火处理的试样相比, 经预回复退火加工后的试样表面具有较多的亮灰色区域。这是未被剥落腐蚀铝合金的本色, 表明预回复退火处理可提高合金的抗剥落腐蚀性能。

关于晶间腐蚀的机理, 一是晶界区域与基体存在组织结构差、成分差, 导致电偶腐蚀进而发展成晶间腐蚀; 二是晶界析出相溶解形成闭塞侵蚀环境, 导致沿晶界的连续腐蚀。对于本文实验用的合金, 预回复处理显著增多了合金在固溶-T652态的低角度晶界, 减小了合金晶界区域与基体之间组织结构差、成分差, 提高合金的抗晶间腐蚀性能。

剥落(即层状)腐蚀是由晶间腐蚀发展而来, 也有学者认为剥落腐蚀是一种应力腐蚀。剥落腐蚀易在晶间腐蚀敏感性大、晶粒呈拉长状的合金中发生。对于本文实验用的合金, 预回复处理提高了合金的抗晶间腐蚀但是没有显著改变晶粒的拉长状形貌。这表明, 抗剥落(即层状)腐蚀性能提高了, 但是不很明显。

2.6 预回复对合金强化机理的影响

Al-Zn-Mg-Cu系铝合金的性能受诸多因素的影响[16]:

$$\sigma_{0.2}=\sigma_0+\sigma_\rho+\sigma_{LAGB}+\sigma_{HAGB}+\sigma_{ss}+\sigma_t \quad (4)$$

其中$\sigma_{0.2}$为铝合金的屈服强度, σ_0为晶格摩擦应力,

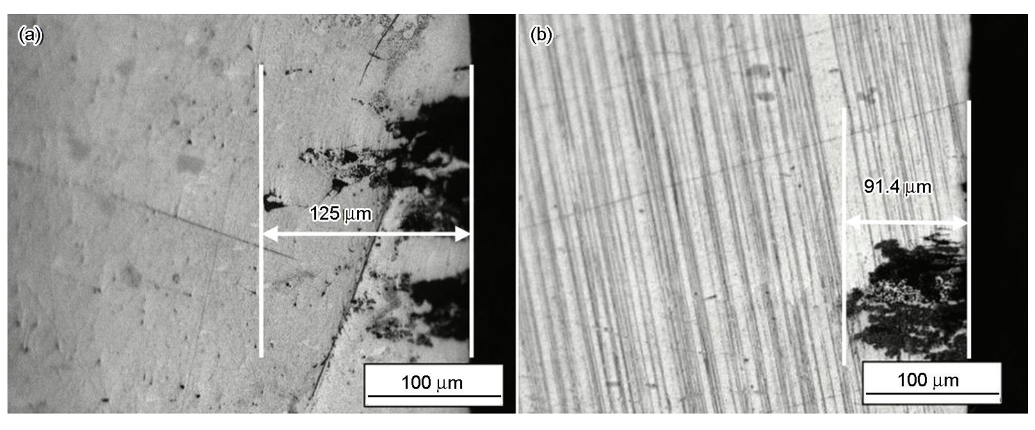


图5 不同热处理下合金的晶间腐蚀形貌(a)固溶-T652; (b)预回复-固溶-T652

Fig.5 Inter-granular corrosion morphology of the experimental alloy: (a) solid solution -T652; (b) pre-recovery-annealing -solid solution -T652

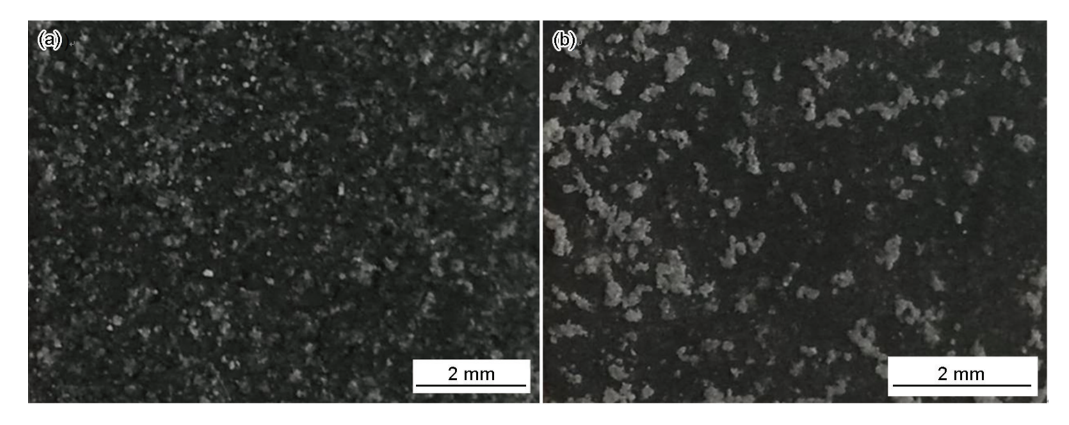


图6 合金在不同热处理下的剥落腐蚀形貌(a)固溶-T652; (b)预回复-固溶-T652

Fig.6 EXCO morphology of the experimental alloy: (a) solid solution -T652; (b) pre-recovery-annealing-solid solution-T652

表 6 不同热处理下合金的晶界强化与晶粒内部位错强化

Table 6 Dislocation strengthening and grain-boundaries strengthening of the aluminum alloy (MPa)

Heat treatment	$\sigma_\rho+\sigma_{\text{LAGB}}$	σ_{HAGB}	$\sigma_\rho+\sigma_{\text{LAGB}}+\sigma_{\text{HAGB}}$
Solid solution-T652	100.17	8.79	108.96
Pre-recovery-annealing-solid solution-T652	122.35	9.77	132.12

σ_ρ 为晶粒内部位错强化, σ_{LAGB} 为低角度晶界强化, σ_{HAGB} 为高角度晶界强化, σ_{ss} 为固溶强化, σ_t 为时效强化。σ_ρ、σ_{LAGB} 及 σ_{HAGB} 对合金的性能影响更为显著[17, 18]:

$$\sigma_\rho+\sigma_{\text{LAGB}}=M\alpha G[b\rho^2+3b\left(1-f_{\text{H}}\right)\bar{\theta}_{\text{LAGB}}/\bar{L}]^{1/2} \quad (5)$$

$$\sigma_{\text{HAGB}}=k_{\text{H-P}}\left(f_{\text{H}}/L\right)^{1/2} \quad (6)$$

其中M、α、G、b的含义和数值与式(2)和(3)相同, f_{H} 为高角度晶界百分比。$k_{\text{H-P}}=0.04\ \text{MPa}\cdot\text{m}^{-1/2}$ 为Hall-Petch系数。使用以上公式计算出的强化结果, 列于表6。

由表6可见, 预回复退火处理提高了合金的位错强化、低角度晶界强化和高角度晶界强化的总强化, 从108.96 MPa提高到132.12 MPa, 提高了23.16 MPa。根据拉伸性能的测试结果, 预回复退火处理后合金的抗拉强度提高了22 MPa。这表明, 预回复退火工艺能提高合金的抗再结晶能力, 保留大量的低角度晶界及亚晶组织, 抑制再结晶, 从而提高了合金的强度。合金强度的提高, 主要归因于合金位错强化、低角度晶界强化和高角度晶界强化的总强化。

3 结　论

1. 预回复退火处理明显细化了新型铝合金平均晶粒尺寸, 保留了更多的亚晶组织。

2. 预回复退火处理明显降低了高角度晶界比例, 抑制了固溶时再结晶, 并提高了低角度晶界比例及其强化效果。

3. 预回复退火处理提高了合金抗拉强度, 提高了合金内的位错密度和位错强化效果。

4. 预回复退火处理明显提高了合金抗晶间腐蚀和抗剥落腐蚀性能。

参 考 文 献

1 LUO Yong, Research on solid solution and aging technology optimization and properties of high hardenability and high strength 7085 type aluminum alloy, PhD thesis, (Zhenjiang, Jiangsu University, 2012)
(罗　勇, 高淬透高强7085型铝合金固溶时效工艺优化与性能研究, 博士论文, (镇江, 江苏大学, 2012))

2 LUO Yong, XU Xiaojing, WU Guichao, ZHANG Yunkang, SONG Tao, WANG Bing, ZHANG Fubao, CHENG Cheng, FEI Zhendan, Effect of enhanced-Solid-Solution on intergranular corrosion and exfoliation corrosion properties of 7085 aluminum alloy, Rare Metal Materials and Engineering, **41**(S2), 262(2012)
(罗　勇, 许晓静, 吴桂潮, 张允康, 宋　涛, 王　彬, 张福豹, 成　城, 费震旦, 强化固溶处理对7085铝合金晶间腐蚀和剥落腐蚀性能的影响, 稀有金属材料与工程, **41**(S2), 262(2012))

3 LI Chengbo, ZHANG Xinming, LIU Shengdan, WU Zezheng, DENG Yunlai, Quench sensitivity relative to exfoliation corrosion of 7085 aluminum alloy, Chinese Journal of Materials Research, **27**(5), 454(2013)
(李承波, 张新明, 刘胜胆, 吴泽政, 邓运来, 7085铝合金剥落腐蚀的淬火敏感性, 材料研究学报, **27**(5), 454(2013))

4 SONG Jixiao, Study of influence of heat treatment on microstructure and properties of 7A04 aluminum alloy, Master Thesis, (Chengdu, Southwest Jiao Tong University, 2011)
(宋继晓, 热处理工艺对7A04铝合金组织和性能的影响研究, 硕士学位论文(成都, 西南交通大学, 2011))

5 XU Xiaojing, ZHANG Yunkang, DENG Pingan, WU Yao, ZHANG Zhenqiang, LU Yudong, Effect of pre-recovery-annealing treatment on microstructure and properties of extruded 7085 aluminum alloy, Transactions of Materials and Heat Treatment, **35**(8), 36(2014)
(许晓静, 张允康, 邓平安, 吴　瑶, 张振强, 卢予东, 预回复退火对7085铝合金挤压材组织和性能的影响, 材料热处理学报, **35**(8), 36(2014))

6 DAI Xiaoyuan, XIA Changqing, LIU Changbin, GU Yi, Effects of solution and aging process on microstructure and mechanical properties of 7xxx aluminum alloy, Transactions of Materials and Heat Treatment, **28**(4), 59(2007)
(戴晓元, 夏长清, 刘昌斌, 古　一, 固溶处理及时效对7xxx铝合金组织与性能的影响, 材料热处理学报, **28**(4), 59(2007))

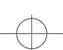
7 GB/T7998-2005, Test method for inter-granular corrosion of aluminum alloys, 2005
(GB/T 7998-2005, 铝合金晶间腐蚀测定方法, 2005)

8 ASTM G110-1992(2009), Standard Practice for Evaluating Intergranular Corrosion Resistance of Heat Treatable Aluminum Alloys by Immersion in Sodium Chloride + Hydrogen Peroxide Solution, 1992

9 GB/T 22639-2008, Test method of exfoliation corrosion for wrought aluminum and aluminum alloys, 2008
(GB/T 22639-2008, 铝合金加工产品的剥落腐蚀试验方法, 2008)

10 ASTM G34-2001(2007), Standard test method for exfoliation corrosion susceptibility in 2XXX and 7XXX series Aluminum alloys (EXCO test), 2007

11 CHEN Xiaoming, SONG Renguo, LI Hongxia, REN Jianping,



ZHANG Yu, Study on double-peak aging in 7075 aluminum alloy, Transactions of Materials and Heat Treatment, **31**(2), 80(2010)
(陈小明, 宋仁国, 李红霞, 任建平, 张　宇, 7075铝合金双峰时效研究, 材料热处理学报, **31**(2), 80(2010))

12 Zhao Y H, Liao X Z, Jin Z, Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing, Acta Materialia, **52**(15), 4589(2004)

13 Seidman D N, Emmanuelle A M, Dunand D C, Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys, Acta Materialia, **50**(16), 4021(2002)

14 Ma K K, Wen H M, Tao H, Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy, Acta Materialia, **62**(0), 141(2014)

15 Hansea N, Huang X, Microstructure and flow stress of polycrystals and single crystals, Acta Materialia, **46**(5), 1827(1998)

16 XU Xiaojing, ZHANG Xuefeng, CAO Jinqi, WANG Jianmin, JIANG Weiping, Tensile properties of the 2024 Al alloy processed by conventional solid-solution and subsequent equal-channel angular pressing (ECAP), Rare Metal Materials and Engineering, **35**(S2), 395(2006)
(许晓静, 张雪峰, 曹进琪, 汪建敏, 蒋维平, 常规固溶态2024铝合金ECAP加工后的拉伸性能, 稀有金属材料与工程, **35**(S2), 395(2006))

17 Cabibbo M, Microstructure strengthening mechanisms in different equal channel angular pressed aluminum alloys, Materials Science and Engineering A, **560**(0), 413(2013)

18 Luo P, McDonald D T, Xu W, Palanisamy S, Dargusch M S, Xia K, A modified Hall-Petch relationship in ultrafine-grained titanium recycled from chips by equal channel angular pressing , Scripta Materialia, **66**(10), 785(2012)

